

福井大学
工学部 研究報告
第22巻 第2号
昭和49年9月

溶射アルミニウム鑄塊の特性について

池 村 恭 一*・藤 田 哲 男*

Properties of Gas Sprayed Aluminium Ingots

Kyoichi IKEMURA, Tetsuo FUJITA

(Received Apr. 15, 1974)

Some properties of aluminium ingots which fabricated by gas spray process of 99.5% aluminium wire under various spray parameters were tested. The results obtained are summerized as follows:

- 1) Application of carrier gases such as air or nitrogen to fuel gases H_2-O_2 and $C_2H_2-O_2$ cooled the temperature of aluminium particles during spray and gave globular structure to ingots. On the contrary, fuel gases without carrier gases did not cool the temperature of spray particles so they were projected onto ingot surface at high temperature and ingots had layer structure.
- 2) Globular structured ingots had low tensile strength values and were brittle. Formability of these ingots were bad and had high forming resistance also.
- 3) Fuel gases such as H_2-O_2 -nitrogen and $C_2H_2-O_2$ -air decreased tensile strength and formability of ingots and increased forming resistance of them.
- 4) H_2-O_2 gas without carrier gases gave the most suitable properties for work to ingots.

1. 緒 言

高速度で飛散している溶融または半溶融状態の粒子を物体の表面に付着せしめて皮膜を作ることを一般に溶射といっているが、これは構造物、船舶、貯槽および容器などのような大型部材の防食ならびに防錆を目的としたり、機械部品に耐磨耗性とか耐熱性を付与するために広く用いられている。このような場合の皮膜の厚さは10分の数mm程度である。さらに厚肉の溶射皮膜の応用例として機械部品の磨減部分の肉盛とか、鋳物製品の修復などがあり、数mmの厚さにまで溶射

されることがある。このようにして、溶射皮膜の厚さを増していけば、溶射によって鋳物を作ることも可能であろう。

通常、工業用金属材料を製造するには、まず純金属を溶解し、またはその中にさらに所要の金属を加えて合金として鋳型に鋳込んで鋳物とか鋳塊にしている。しかし、このような方法で金属材料を作ろうとするときにはいろいろと制約を受けることが多い。例えば、一つの金属にそれと非常に融点とか比重を異にする金属を加えて合金を作ることはなかなか難しい。あるいは

*機械工学科

はまた、強い偏析を起こすような添加物の入った合金では溶解、鑄造および加工法などについていろいろと技術的な改良を加えても均質な材料にすることは難しい。このような困難を解決する方法の一つとして粉末冶金法などがあるが、また合金しようとする金属、あるいは非金属の粉末を予め所要の割合に混合しておいて、上に述べた溶射法によって合金させることもできよう。本研究はその可能性を調べる目的で、アルミニウム粉末を種々の条件の下で溶射して鑄塊を作り、その諸特性を試験したものである。

2. 実験の方法

本実験に使用した溶射装置は METCO~5P 型サーモスプレーガンで、これにより99.5%純度のアルミニウム粉末をガス溶射して鑄塊を作成した。一般に溶射皮膜の特性は溶射条件によって著るしく影響を受けるといわれているので、当然溶射鑄塊についても同じことを考えなければならない。したがって表1のように溶射条件を変えて試験を行った。鑄塊は図1に示すような形状と寸法をもった金型を用いて、溶射ガンを左右に移動しながら、鑄型の中に溶射皮膜を逐次層状につみ重ねていくことによって作製した。他方、溶射されたアルミニウム粒子が金型に到達するときの様子を

表1 溶射条件

燃 焼 ガ ス (psi)	キャリヤガス (psi)	溶射距離 (cm)
$C_2H_2-O_2$	空 気	10, 15, 20
H_2-O_2	窒 素	
	空 気	
	—	—

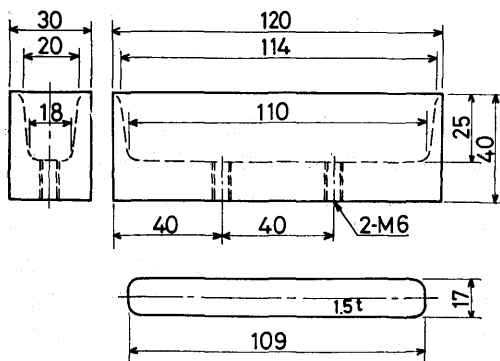


図1 鑄型と底板

知るために、各溶射条件で得られたアルミニウム粒子を図2に掲げたような方法で水中に捕獲して、それらの形状、組織および硬さ（微小硬さ、荷重100g、保持時間15秒）などを調べた。鑄塊については組織検査と引張試験を行うとともに、その加工性をみるために常温と高温（100, 300, 500°C）で圧縮試験を行って変形抵抗ならびに変形能を調べて溶射条件との関係を見た。引張試験は図3に示したような形状と寸法をもった試料を溶射鑄塊から削りだし、鑄放しのままと、それを500°Cで10時間焼鈍したものについて実施した。圧縮試験は鑄塊から直径10mmで長さ20mmの円柱

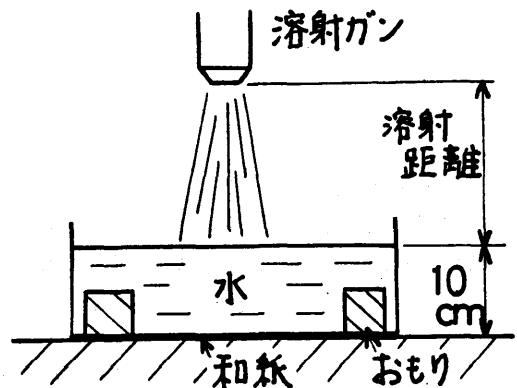


図2 溶射粉末の採取方法

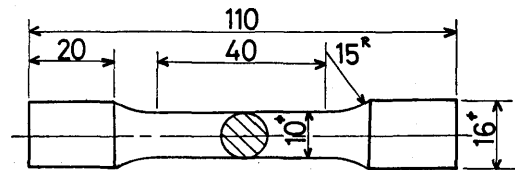


図3 引張試験片

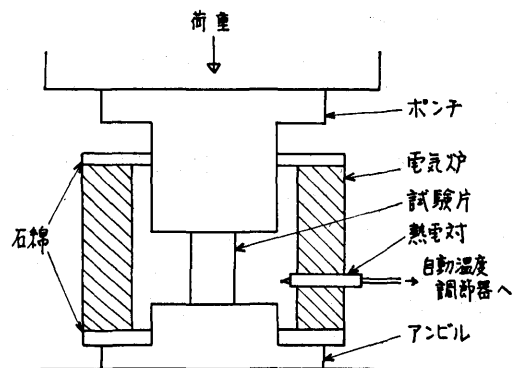


図4 圧縮試験装置

状の試験片を旋削して図4に示すように加熱炉の中で所定の圧縮温度になるまで加熱し、その温度に5分間保持した後アムスラー万能試験機を用いて圧縮した。

3. 実験の結果

3.1 溶射粒子の特性と鋳塊の硬さ

溶射前のアルミニウム粉末粒子と水の中で捕えた溶射粒子のようすの一例をそれぞれ写真1および2に示す。これらの写真をくらべてみると、溶射後の粒子の中には表面の状態が溶射前に似た光沢をもったもの

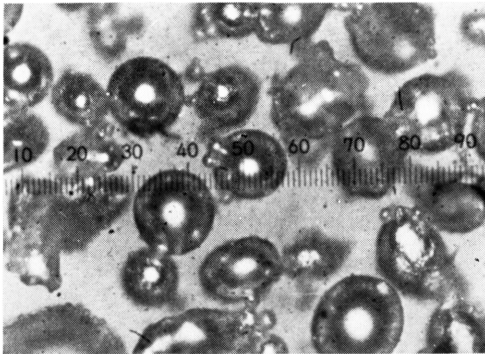


写真1 原アルミニウム粉末 (×120)

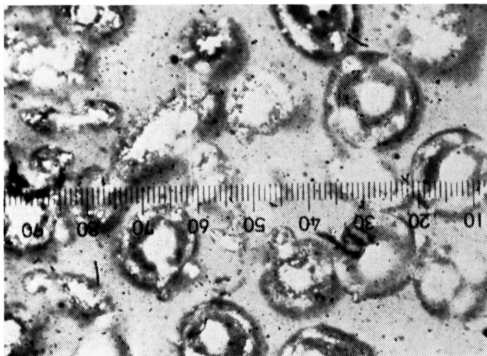


写真2 溶射アルミニウム粉末 (×120)

と、粗面になって光沢のないものとが混在していることがわかる。このような表面状態の相異におよぼす溶射条件の影響を調べると表2のような結果になる。これをみるに最も光沢粒子の多い溶射条件は H_2-O_2 —窒素（燃料ガス： H_2-O_2 ，キャリアガス：窒素ガスの意味で、以下このように記す）の組合せであり、しかも窒素ガスの圧力が高くなるほど光沢粒子の数も多くなっている。また、最も光沢粒子の少ない条件は H_2-O_2 であるが、キャリアガスは使用しておらない。これらの溶射粒子の硬さの測定結果を溶射条件とともにまとめると表3のようにになる。表から、 $C_2H_2-O_2$ —空気および H_2-O_2 —窒素の場合に硬さは高い値を、そして H_2-O_2 および H_2-O_2 —空気の場合には硬さは低い値を示している。同様に、各溶射条件の下で作製した鋳塊の硬さを測定した結果を表4に示す。これをみるに、 $C_2H_2-O_2$ —空気の場合が最も硬く、ついで H_2-O_2 —窒素が、そして H_2-O_2 —空気の場合が最も軟かくて、溶射粒子の硬さが溶射条件によって変るようすとよく一致している。なお、 $C_2H_2-O_2$ —空気においては溶射距離が長くなるほど硬くなっている。

3.2 顕微鏡組織

溶射粒子の顕微鏡組織には溶射条件によってはつき

表3 溶射粒子の硬度と溶射条件

燃 料	ス	キャリアガス (psi)	溶射距離 (cm)	微小硬度
$C_2H_2-O_2$	空 気	30	15	25.9 ± 1.3
H_2-O_2	—	—	15	20.3 ± 0.8
	窒 素	10	15	25.4 ± 0.8
		30	15	23.1 ± 0.6
	空 気	10	15	20.6 ± 0.8

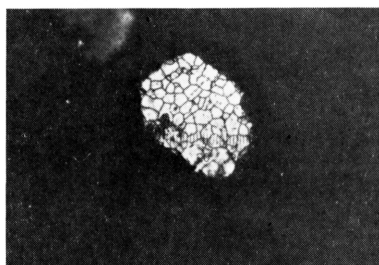
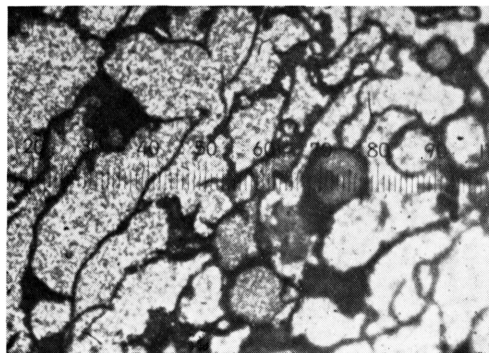
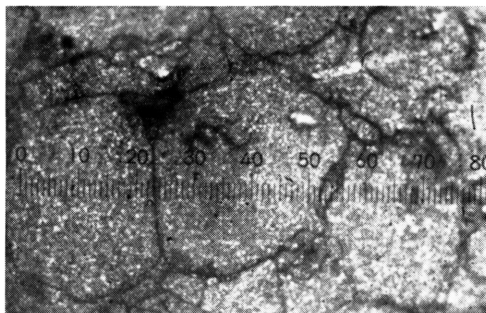
表2 光沢面を持った溶射粉末の割合 (%)

燃焼ガス キャリアガス (psi) 溶射距離 (cm)	$C_2H_2-O_2$			H_2-O_2				
	空 気			窒 素			—	空 気
	10	20	30	10	20	30	—	10
10	8.1	9.5	13.8	18.8	29.4	31.0	7.1	18.8
15	11.7	8.1	15.5	23.4	25.2	31.1	5.5	18.5
20	7.8	6.8	12.2	23.3	27.9	27.1	7.5	19.0

表4 溶射鋳塊の硬度と溶射条件

燃 料 ガ ス	キャリヤガス (psi)	溶射距離 (cm)	硬 さ	
			微小硬さ	
$C_2H_2-O_2$	空 気	20	20	29.2 ± 1.5
			10	32.1 ± 2.4
		30	15	33.9 ± 3.2
			20	37.6 ± 1.2
H_2-O_2	—	—	20	26.6 ± 2.2
	窒 素	20	20	30.0 ± 2.0
	空 気	30	20	21.8 ± 1.3

りとした相異は認めにくかった。写真3に組織の一例を示す。溶射鋳塊の組織は写真4 ($C_2H_2-O_2$ —空気により溶射) に示すように微粒化された溶射粒子が被溶射体の表面に押圧されて扁平な形状となって層状にたい積した形のものが多いが、その中にも多少球状粒子も混在している。しかし、 H_2-O_2 —空気の場合には写真5にも示したように殆んど球状粒子よりなるものもある。

写真3 溶射アルミニウム粒子の (×120)
光学顕微鏡組織写真4 溶射鋳塊の組織 (×120)
($C_2H_2-O_2$ —空気)写真5 溶射鋳塊の組織 (H_2-O_2 —空気)

3.3 引張試験

鋳放しのままの試料について引張試験をした結果を図5に示す。この場合には、いずれの溶射条件でも殆んど伸びがなく、非常に脆い性質をもっている。写真6は破断部の状況をあらわしたものである。引張強さは $C_2H_2-O_2$ —空気の場合が最も弱く、 H_2-O_2 の場合が最も強い傾向がみられる。鋳塊を焼鈍した後に引張試験を行うとや伸びが出てくる。焼鈍による伸びの向上に対する効果は図6に示すように H_2-O_2 —窒

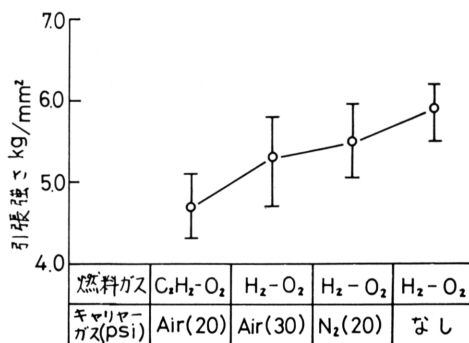
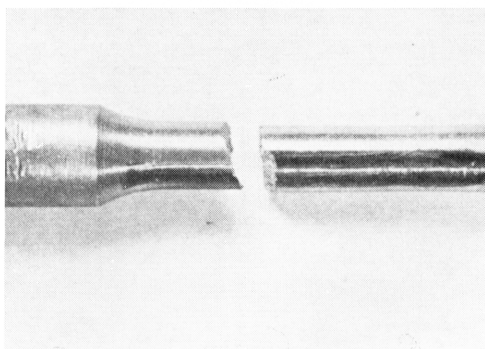


図5 鋳放し鋳塊の引張強さ (溶射距離20cm)

写真6 引張試験片の破断部
($C_2H_2-O_2$ —空気)

素および H_2-O_2 での溶射においてよくみられるのに反して、 $C_2H_2-O_2$ —空気および H_2-O_2 —空気では殆んど認められなかった。焼鈍試験材の引張強さによらず溶射条件の影響については(図6)、鑄放しのままで引張った場合と同様であるが、焼鈍によって伸びが向上した H_2-O_2 —窒素および H_2-O_2 の溶射条件では鑄放しのままでの引張強さよりもやや高くなっている。

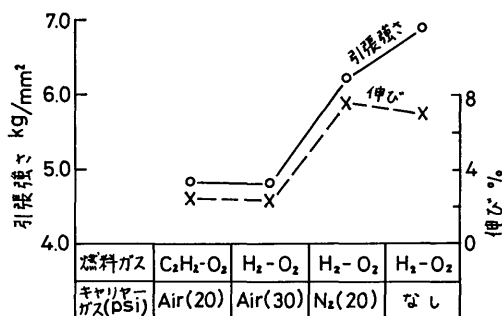


図6 焼鈍鑄塊の引張強さと伸び (溶射距離20cm)

3.4 圧縮試験

図7から図10にそれぞれの溶射条件ごとに求めた圧縮応力—ひずみ線図を、各圧縮温度ごとに示す。いずれの溶射条件においても圧縮温度が高くなるほど一定ひずみに対する圧縮応力は低くなり、また割れの発生するまでのひずみ量は多くなっている。また、低温においては同一ひずみ量に対する圧縮応力値は溶射条件によって大差は認められないが、圧縮温度が高くなってくると $C_2H_2-O_2$ —空気および H_2-O_2 —空気の条件の下で溶射した場合に、同一ひずみを与えるのにやや大きな圧縮応力を示し、 H_2-O_2 にて最もその値が低くなっている。圧縮割れが発生するまでのひずみ量に

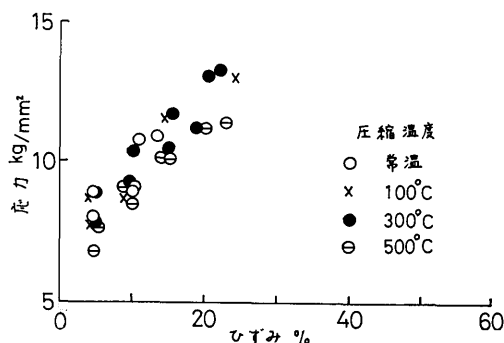


図7 圧縮応力—ひずみ曲線 ($C_2H_2-O_2$ —Air)

ついては、各圧縮温度ともに H_2-O_2 が最も大きな値を示し、ついで H_2-O_2 —空気、 H_2-O_2 —窒素の順となり $C_2H_2-O_2$ —空気が最も小さい値となっている。

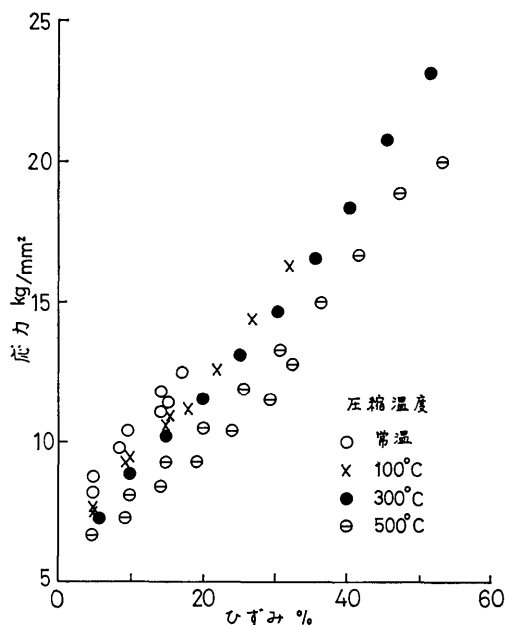


図8 圧縮応力—ひずみ曲線 ($H_2-O_2-N_2$)

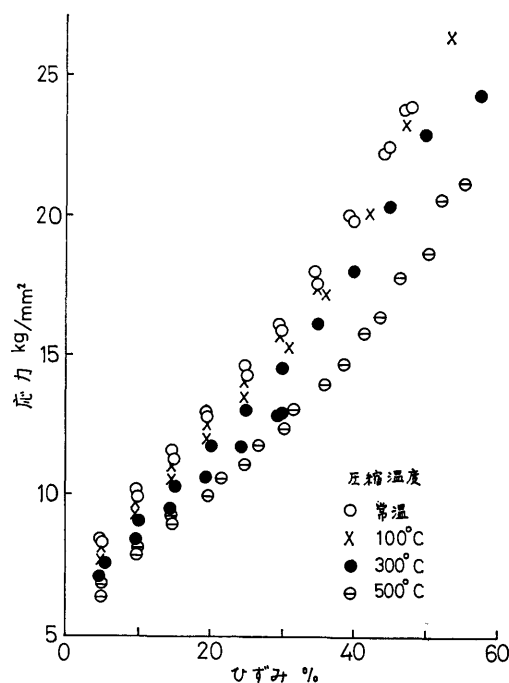


図9 圧縮応力—ひずみ曲線 (H_2-O_2)

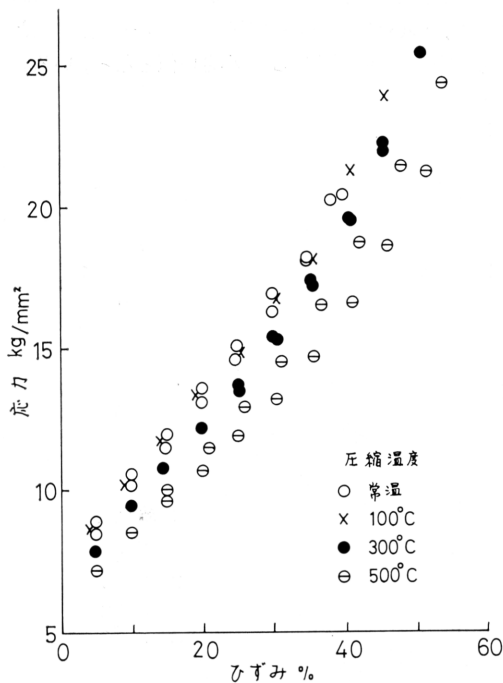
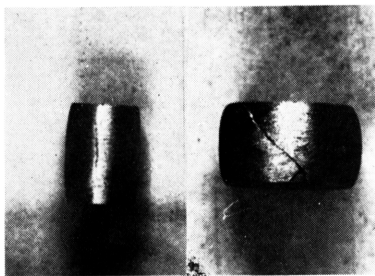


図10 圧縮応力-ひずみ曲線 (H_2-O_2-Air)

圧縮により発生した割れは変形能の小さい $C_2H_2-O_2$ —空気の場合には圧縮温度のいかんにかかわらず写真7(a)にみられるような縦割れで、層間剥離を起こしたように見える。しかし、その他の溶射条件で作られた鋳塊は、圧縮温度の低い場合には同様に縦割れが発生するが、温度が高くなるにつれて写真7(b)のように圧縮方向に対して約45度の傾きをもった剪断割れが多くなり、それとともに変形能も大きくなる。



(a) $C_2H_2-O_2$ —空気 溶射鋳塊
(b) H_2-O_2 溶射鋳塊

写真7 圧縮破壊

4. 考 察

ガス溶射において熱源とするガスの種類によって当

然燃焼温度および溶射焰を構成する気体の種類と量が変わってくるが、ノズルから飛び出した粒子は高温でこれらの気体と反応しながら被溶射体に到達する。ノズルから出た粒子の温度はキャリアガスのない場合にはノズルからの距離の増加とともに徐々に低下していくが、キャリアガスを用いた場合には急速に低くなり、10cm ほど離れた位置では非常に低温になっていることが確かめられている¹⁾。したがって H_2-O_2 で溶射した場合にキャリアガスを用いないときには粒子は溶融あるいは半溶融状態で水の中に入ってくるのでその表面は粗となり、光沢を失って、粒形も球状でないものが多い。これに反して、キャリアガスを用いた場合には粒子が水中に入るときにはその温度もかなり下っており、一部は凝固した状態となっているので表面が粗となる程度も少く、光沢を保ち、球状をしているものが多い。キャリアガスの圧力を増せば、圧力の増加につれて一層冷却効果が大きくなり、低温で水の中に入ってくる粒子の数も増すので、 H_2-O_2 —窒素で溶射した場合にみられたように光沢粒子の数も多くなってくる。

$C_2H_2-O_2$ 燃焼炎における構成気体には N_2 , O_2 , CO_2 , CO , H_2O などが測定されており、それらの量的割合はキャリアガスとか周囲からの空気の混入などの影響でノズルからの距離によってそれぞれ変わってくる²⁾。とくに、ノズル出口から 10cm 以上も離れた位置においては N_2 が 50% 以上にもなり、他のガスに比してかなり多量に存在している。高温に加熱された溶射粒子はこのような雰囲気中を飛んでくるのであるから、これらの構成気体と反応しながら被溶射体に到達する。したがって、この間に粒子に生成される反応物が鋳塊の諸性質に大きな影響を与えるだろうことは当然予想される。表3および表4などの硬さ試験の結果にみられるように、溶射ガス H_2-O_2 —窒素および $C_2H_2-O_2$ —空気の場合に硬さが高いのはアルミニウムの窒化物によるものであろう。

溶射粒子は細粒となって飛来して被溶射体の表面に押圧されるので、その顕微鏡組織は写真4にもみられるように扁平、層状となつてたい積するのが特長である。そしてたい積した粒子が扁平になるほど被溶射体面上における溶射粒子のしめす接触角は小さくなり、濡れ性が増すので接合強度は大きくなる。これに反して、溶射粒子がなんらかの理由で被溶射体の面上で扁平にならずに球状化した場合には強固な接合は期待し難い。 H_2-O_2 —空気のもとに溶射したアルミニウム粒子は写真5にもしめしたように、既に固化した状態

で飛来してきたために鋳塊の表面に衝突しても粒子は押広げられることなしに球状のままたい積したものと考えられ、そのために互の結合が弱く、引張強さも小さい。これに反して、 H_2-O_2 の条件で溶射した場合には粒子が被溶射体に到達したときにはまだ高温に保たれた状態にあるので、粒子は衝突によって押広げられて扁平となり、粒子間に強い結合が得られるので大きな引張強さををいするのであろう。また、 $C_2H_2-O_2$ —空気で溶射した場合のように、粒子の飛行中に構成気体との反応によって窒化物が形成されるような条件のもとでは鋳塊の脆化が著るしく、加工時の変形抵抗が大きく、かつ変形能は小さい。溶射粒子がよく結合した状態の鋳塊においては、 H_2-O_2 の溶射条件にみられるように、加工時における変形抵抗は小さく、そして大きな変形能を持っているので、加工用鋳塊を作製するには最もよい溶射条件と考えられる。

5. 結 論

種々の条件のもとでアルミニウム粉末をガス溶射して作製した鋳塊の諸特性を調べて次のような結果を得た。

(1) キャリヤースガスをを用いた場合には溶射粒子は飛行中に温度が低下しやすいために球状化した鋳塊組織

を作りやすい。これに反して、キャリヤースガスをを用いない場合には飛来粒子は高温に保たれているので粒子が扁平状をした鋳塊組織となる。

(2) 球状組織をもった鋳塊は粒子相互間の結合も弱いために引張強さも小さくて脆く、また加工時の変形抵抗が大きくて変形能は小さい。

(3) H_2-O_2 —窒素とか $C_2H_2-O_2$ —空気のような窒化物を成生する可能性のある条件で溶射して作られた鋳塊の引張強さは小さくて、加工時の変形抵抗は大きく、その変形能は小さい。

(3) キャリヤースガスをを用いないで、 H_2-O_2 で溶射して作製した鋳塊の組織は扁平粒子からなり、引張強さが大きく、加工時における変形抵抗が小さく、変形能が大きく、加工用鋳塊として最も適したものと考えられる。

参 考 文 献

- 1) A. Matting, British Weld. Jour., 13, (1966), 526
- 2) 蓮井淳, 溶射工学, (昭和44年), 33, 養賢堂